(19)日本国特許庁(JP)　(12)公開特許公報(A)　(11)特許出願公開番号
特開2012-207237
(P2012-207237A)
(43)公開日　平成24年10月25日(2012.10.25)

(51)Int.Cl.		F I			テーマコード（参考）
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301B	4K032
C22C 38/38	(2006.01)	C22C	38/38		
C22C 38/58	(2006.01)	C22C	38/58		
C21D 8/02	(2006.01)	C21D	8/02	B	

審査請求 未請求　請求項の数 9　ＯＬ　（全 15 頁）

(21)出願番号　特願2011-71265(P2011-71265)
(22)出願日　平成23年3月29日(2011.3.29)

(71)出願人　000001258
ＪＦＥスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号
(74)代理人　100126701
弁理士　井上　茂
(74)代理人　100130834
弁理士　森　和弘
(72)発明者　植田　圭治
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　石川　信行
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】多層盛溶接部の靭性に優れた降伏強さ５００ＭＰａ級厚鋼板およびその製造方法

(57)【要約】
【課題】造船、海洋構造物、鋼管、タンク、橋梁、土木、建築、建産機械等に供して好適な多層盛溶接部の靭性に優れた降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の鋼板を提供する。
【解決手段】質量％で、Ｃ：０．０３～０．２０％、Ｓｉ：０．１～１．０％、Ｍｎ：０．５０～１．８％、Ｐ：０．０２０％以下、Ｓ：０．００５％以下、Ａｌ：０．１～１．８％Ｃｒ：０．２５～３．０％を含有し、必要に応じて、Ｔｉ：０．００５～０．０３０％、Ｎ：０．００１０～０．００７０％を含有し、更にＣｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｖ、ＲＥＭ、Ｃａ、Ｍｇの１種または２種以上を含有し、多層盛溶接部のＩＣＣＧＨＡＺの構成組織として、残留オーステナイトが４％以上で、残部がフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトとなることを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の厚鋼板。
【選択図】なし

【特許請求の範囲】
【請求項１】
鋼組成が、ｍａｓｓ％で
Ｃ：０．０３～０．２０％、
Ｓｉ：０．１０～１．０％、
Ｍｎ：０．５０～１．８％、
Ｐ：０．０２０％以下、
Ｓ：０．０１０％以下、
Ａｌ：０．１～１．８％、
Ｃｒ：０．２５～３．０％、
を含有し、下記（１）式が１６～３０（％）を満足し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
２７Ｃ＋９Ｍｎ＋４（Ｃｕ＋Ｎｉ）＋８（Ｃｒ＋Ｍｏ）　　（１）
但し、Ｃ、Ｍｎ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ：各元素の含有量（質量％）で含有しない元素は０とする。
【請求項２】
鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
Ｔｉ：０．００５～０．０３０％、
Ｎ：０．００１０～０．００７０％、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする請求項１記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
【請求項３】
鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
Ｃｕ：１．５％以下、
Ｎｉ：３．０％以下、
Ｍｏ：１．０％以下、
Ｎｂ：０．１％以下、
Ｖ：０．１％以下、
Ｂ：０．００５０％以下、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする請求項１または請求項２に記載した降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
【請求項４】
鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
ＲＥＭ：０．００７％以下、
Ｃａ：０．００５％以下、
Ｍｇ：０．００５％以下、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする請求項１乃至３のいずれか一つに記載した降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
【請求項５】
前記多層盛溶接部がＩＣＣＧＨＡＺにおいて、残留オーステナイトの体積分率が４％以上で、残部がフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの１種または２種以上からなるミクロ組織を備えていることを特徴とする請求項１乃至４の何れか一つに記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
【請求項６】
請求項１乃至４のいずれか一つに記載した鋼組成からなる鋳片または鋼片を、１０００～１２５０℃に加熱後、圧延仕上温度をAr_3点以上とする熱間圧延を行い、続いて空冷または１００℃／ｓ以下の冷却速度で加速冷却を行うことを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。
【請求項７】

加速冷却後、４００℃以上、Ａｃ$_1$変態点以下で焼戻しを行うことを特徴とする請求項６記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項８】

請求項１乃至４のいずれか一つに記載した鋼組成からなる鋳片または鋼片を、１０００～１２５０℃に加熱後、圧延仕上温度をＡｒ$_3$点以上とする熱間圧延を行い、圧延終了後、Ａｃ$_3$～１１００℃に再加熱し、焼ならし、もしくは焼入れを行うことを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項９】

焼ならし、もしくは焼入れ後、４００℃以上、Ａｃ$_1$変態点以下で焼戻しを行うことを特徴とする請求項８記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【０００１】

本発明は、造船、海洋構造物、鋼管、タンク、橋梁、土木、建築、建産機械等に供して好適な多層盛溶接部靭性に優れた降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の厚鋼板およびその製造方法に関し、特に板厚１２ｍｍ以上のものに関する。

【背景技術】

【０００２】

造船、海洋構造物、鋼管、タンク、橋梁、土木、建築、建産機械等に熱間圧延鋼板が用いられ、所望の形状に組み立てる際には、溶接接合により仕上る場合が非常に多く、安全性の観点から、使用される鋼材の母材靭性は勿論のこと、溶接熱影響部の靭性に優れることが要求される。

【０００３】

一般に、板厚の厚い鋼材を溶接接合する場合には、多層盛での溶接施工が施される。この際、最も問題となるのは、先行する溶接パスによる溶融境界近傍の溶接熱影響部（以下、ＨＡＺともいう）のボンド部が、後続の溶接によりオーステナイト（以下、γ）とフェライト（以下、α）の２相領域に再加熱される位置（Ｉｎｔｅｒ Ｃｒｉｔｉｃａｌｌｙ－ｒｅｈｅａｔｅｄ Ｃｏａｒｓｅ Ｇｒａｉｎ ＨＡＺ、以下、ＩＣＣＧＨＡＺ）において、最も靱性の劣化が顕著になることである。

【０００４】

ボンド部は、溶接時に溶融点直下の高温に曝されて、オーステナイトの結晶粒が最も粗大化し易い位置である。結晶粒粗大化を抑制する対策として、ピンニング粒子を分散する技術が広く知られている。

【０００５】

例えば、特許文献１には、鋼板中に微細な（Ｍｇ、Ａｌ）酸化物とＴｉＮをピンニング粒子として複合析出させる技術が記載されている。特許文献２には、鋼板中にＴｉＮをピンニング粒子として分散させるとともに、ＣａＳをフェライト変態核として分散させる技術が記載されている。

【０００６】

また、特許文献３には、鋼板中にＴｉ－Ｍｇ酸化物をピンニング粒子として析出させるとともに、ＭｎＳ、ＢＮをフェライト変態核として分散させる技術が記載されているが、これらの効果は限定的であり、ボンド部ではピンニング粒子の一部が溶解し、ピンニング効果が消失して、結晶粒の粗大化が不可避である。

【０００７】

更に、１層目の溶接で結晶粒が粗大化したボンド部が、後続の溶接によりα＋γ２相領域に再加熱される多層盛溶接部では避けることのできないＩＣＣＧＨＡＺの場合、γに逆変態した領域に鋼板中に固溶した炭素が濃化し、引き続く冷却過程において、粗大な島状マルテンサイトが生成して靭性が劣化する。

【０００８】
特に、鋼材に高強度が要求される場合には、鋼板に炭素をはじめとする合金元素を添加することが一般的であり、島状マルテンサイトの生成が助長され、一層、靭性が低下し、鋼板の降伏強度が５００ＭＰａを超えると顕著になる。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００９】
【特許文献１】特開２０００－９６１３９号公報
【特許文献２】特開２００９－２３５５１４号公報
【特許文献３】特開２００７－２７７６８１号公報
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【００１０】
上述したように、特許文献１～３等で提案されている鋼板では、ボンド部での結晶粒の粗大化を十分抑制できず、また、ＩＣＣＧＨＡＺに生成する島状マルテンサイトの抑制効果についても不明であり、更に降伏強度５００ＭＰａ以上を安定して満足できない。
【００１１】
そこで、本発明では、降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上で多層盛溶接を行った際に、多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。
【課題を解決するための手段】
【００１２】
本発明者らは、上記課題を達成するため、厚鋼板を対象に、降伏強度５００ＭＰａ以上の母材強度と、優れた多層盛溶接部の靱性を両立するため、鋼板の化学成分、製造方法、および多層盛溶接部におけるＩＣＣＧＨＡＺのミクロ組織を決定する各種要因に関して鋭意研究を行い、以下の知見を得た。
１．ＩＣＣＧＨＡＺで優れた靭性を確保するためには、島状マルテンサイトの生成を抑制することが重要である。多層盛溶接の後続溶接でα＋γの２相領域に再加熱された場合、γに逆変態した領域に鋼板中に固溶した炭素が濃化することは不可避であるが、その後の冷却過程で島状マルテンサイトに変態することを抑制し、室温に至るまで未変態オーステナイトの状態で残留させることが靭性向上に有効である。
２．ＩＣＣＧＨＡＺで島状マルテンサイトの変態を抑制し、未変態オーステナイトを確保するためには、鋼板の化学組成のうち、特にＡｌを厳格に管理するとともに、Ｍｎ、Ｃｒなど合金元素の添加バランスを管理することが重要である。
３．優れた多層盛溶接部の靱性を確保するためには、溶接熱影響部における結晶粒の粗大化を抑制することも有効で、鋼板中に微細なＴｉＮを分散し、ピンニング効果を活用するため、成分組成におけるＴｉ、Ｎの管理が重要である。
【００１３】
本発明は、得られた知見に、更に検討を加えてなされたもので、すなわち、本発明は、
１．鋼組成が、ｍａｓｓ％で
Ｃ：０．０３～０．２０％、
Ｓｉ：０．１０～１．０％、
Ｍｎ：０．５０～１．８％
Ｐ：０．０２０％以下、
Ｓ：０．０１０％以下、
Ａｌ：０．１～１．８％、
Ｃｒ：０．２５～３．０％、
を含有し、下記に定義する（１）式が１６～３０（％）を満足し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
２７Ｃ＋９Ｍｎ＋４（Ｃｕ＋Ｎｉ）＋８（Ｃｒ＋Ｍｏ）　　（１）

但し、Ｃ、Ｍｎ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ：各元素の含有量（質量％）で含有しない元素は０とする。
２．鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
Ｔｉ：０．００５～０．０３０％、
Ｎ：０．００１０～０．００７０％、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする１記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
３．鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
Ｃｕ：１．５％以下、
Ｎｉ：３．０％以下、
Ｍｏ：１．０％以下、
Ｎｂ：０．１％以下、
Ｖ：０．１％以下、
Ｂ：０．００５０％以下、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする１または２に記載した降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
４．鋼組成に、ｍａｓｓ％で更に、
ＲＥＭ：０．００７％以下、
Ｃａ：０．００５％以下、
Ｍｇ：０．００５％以下、
の１種または２種以上を含有することを特徴とする１乃至３のいずれか一つに記載した降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
５．前記多層盛溶接部がＩＣＣＧＨＡＺにおいて、残留オーステナイトの体積分率が４％以上で、残部がフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの１種または２種以上からなるミクロ組織を備えていることを特徴とする１乃至４の何れか一つに記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板。
６．１乃至４のいずれか一つに記載した鋼組成からなる鋳片または鋼片を、１０００～１２５０℃に加熱後、圧延仕上温度をAr_3点以上とする熱間圧延を行い、続いて空冷または１００℃／ｓ以下の冷却速度で加速冷却を行うことを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。
７．加速冷却後、４００℃以上、Ac_1変態点以下で焼戻しを行うことを特徴とする６記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。
８．１乃至４のいずれか一つに記載した鋼組成からなる鋳片または鋼片を、１０００～１２５０℃に加熱後、圧延仕上温度をAr_3点以上とする熱間圧延を行い、圧延終了後、Ac_3～１１００℃に再加熱し、焼ならし、もしくは焼入れを行うことを特徴とする降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。
９．焼ならし、もしくは焼入れ後、４００℃以上、Ac_1変態点以下で焼戻しを行うことを特徴とする８記載の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の多層盛溶接部の靭性に優れた厚鋼板の製造方法。
【発明の効果】
【００１４】
本発明によれば、多層盛溶接部の靱性を有する降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上の厚鋼板およびその製造方法が得られ、鋼構造物の製造効率や安全性の向上に大きく寄与し、産業上格段の効果を奏する。
【発明を実施するための形態】
【００１５】
［成分組成］　以下の説明において％はｍａｓｓ％とする。
Ｃ：０．０３～０．２０％
Ｃは、鋼の強度を増加させ、構造用鋼材として必要な強度を確保するために必要な元素

で、降伏強さ（ＹＳ）として５００ＭＰａ以上を得るため、０．０３％以上の含有を必要とする。一方、０．２０％を超えて含有すると溶接性が劣化するだけでなく、多層盛溶接熱影響部におけるボンド部の靱性が著しく劣化する。このため、０．０３～０．２０％の範囲に限定する。好ましくは、０．０５～０．１８％である。

【００１６】

Ｓｉ：０．１０～１．０％

Ｓｉは、脱酸材として作用するため製鋼に必要で、また、鋼に固溶して固溶強化により鋼板の強度を高める効果を有する。更に、多層盛溶接部におけるＩＣＣＧＨＡＺでは、残留オーステナイトの生成を助長し、靱性劣化を抑制する効果を有する。このような効果を得るためには、０．１０％以上の含有を必要とする。一方、１．０％を超えて含有すると、母材およびボンド部の靱性が顕著に劣化するため、０．１０～１．０％の範囲に限定する。好ましくは、０．１５～０．８％である。

【００１７】

Ｍｎ：０．５０～１．８％

Ｍｎは、鋼の焼入れ性を増加させる効果を有し、母材の降伏強さ（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上を確保するために有効で０．５０％以上は必要である。一方、１．８％を超えて含有すると、母材の靭性、延性および溶接性が劣化するだけでなく、元素の偏析が顕著になり、溶接時やガス切断時の低温割れの原因となる。このため、０．５０～１．８％の範囲に限定する。好ましくは、０．６０～１．７％である。

【００１８】

Ｐ：０．０２０％以下

Ｐは、鋼の強度を増加させ靭性を劣化させる元素で、特にＨＡＺ部では島状マルテンサイトの生成を助長する効果を有し、靭性を劣化させるとともに、元素の偏析が顕著になり、溶接時やガス切断時の低温割れの原因となるため、０．０２０％を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。尚、過度のＰ低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、０．００２％以上とすることが望ましい。

【００１９】

Ｓ：０．０１０％以下

Ｓは母材の低温靭性や延性を劣化させるため、０．０１０％を上限として低減することが望ましい。

【００２０】

Ａｌ：０．１～１．８％

Ａｌは、本発明において重要な合金元素であり、脱酸剤として作用し、鋼板の溶鋼脱酸プロセスに於いて、もっとも汎用的に使われるだけでなく、ＩＣＣＧＨＡＺでの島状マルテンサイトの生成を抑制し、残留オーステナイトを生成させる効果を有することにより、靱性劣化を抑制する効果を有する。

【００２１】

Ａｌの添加量を変化させ、その他の合金元素の添加量を一定とした表１に示す成分組成の鋼を製造し、表２に示す大入熱溶接（溶接入熱５０ｋＪ／ｃｍのサブマージアーク溶接に相当し、初層の最高加熱温度は１３５０℃、２層目の最高加熱温度は８００℃）の多層盛溶接を模擬した再現熱サイクル試験を行った後、シャルピー衝撃試験を行って各鋼の靭性について調査した。

【００２２】

表３に、シャルピー衝撃試験結果を示す。－４０℃における吸収エネルギー（ｖＥ－４０）の３本の個値と平均値を示したもので、Ａｌ量の多い鋼Ｎｏ．Ａの場合に、ＩＣＣＧＨＡＺにおいて優れた高靭性が得られている。

【００２３】

Ａｌ量の少ない鋼Ｎｏ．Ｂの場合、ＩＣＣＧＨＡＺに粗大な島状マルテンサイトが生成し、Ａｌ量の多い鋼Ｎｏ．Ａの場合はＩＣＣＧＨＡＺでの島状マルテンサイトの生成が抑制され、残留オーステナイトが存在するため、優れた靭性を有する。

【００２４】
このような効果を得るためには、０．１％以上の含有が必要である。一方、１．８％を超えて含有すると、溶接時に溶接金属部に混入して、溶接金属の靭性を劣化させるため、１．８％以下に限定する。好ましくは、０．３～１．５％である。
【００２５】
Ｃｒ：０．２５～３．０％
Ｃｒは、鋼の焼入れ性を増加させることにより、鋼板の強度を向上させる効果を有するだけでなく、多層盛溶接部の変態温度を低下させることにより、残留オーステナイトの生成を助長し、高靭性を達成するために重要な元素である。
【００２６】
このような効果を得るためには、０．２５％以上の含有を必要とする。一方、３．０％を超えて含有すると、母材の靭性および溶接部の低温割れ性が著しく劣化するため、０．２５～３．０％の範囲に限定する。好ましくは、０．３～２．８％である。
【００２７】
２７Ｃ＋９Ｍｎ＋４（Ｃｕ＋Ｎｉ）＋８（Ｃｒ＋Ｍｏ）：３０～４２％　　（１）
但し、Ｃ、Ｍｎ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏは各元素の含有量（質量％）で含有しない元素は０とする。
【００２８】
本発明では、上記（１）式の値が３０～４２％となるように、後述する選択成分も含めた成分組成の範囲内で含有量を調整する。
【００２９】
（１）式の値が３０％未満では、大入熱溶接熱影響部の焼入れ性が不足し、ＩＣＣＧＨＡＺのミクロ組織が、島状マルテンサイト含む脆弱な上部ベイナイト組織に変態し、多層盛溶接部の靭性が低下し、母材の強度低下や継手部の軟化も顕著となる。
【００３０】
一方、（１）式の値が４２％を超えると、母材靭性が著しく劣化するとともに、耐溶接割れ性が劣化するため、３０～４２％の範囲に限定する。好ましくは、３１～４０％である。
【００３１】
以上が本発明の基本成分系で、更に特性を向上させる場合、Ｔｉ、Ｎ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｖ、Ｂ、ＲＥＭ、Ｃａ、Ｍｇの１種または２種以上を含有することができる。
【００３２】
Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｖ、Ｂは、いずれも鋼の強度向上に寄与する元素であり、所望する強度に応じて適宜含有できる。ＲＥＭ、ＣａおよびＭｇは、いずれも靭性向上に寄与し、所望する特性に応じて選択して添加する。上記した成分以外の残部は、Ｆｅおよび不可避的不純物である。
【００３３】
Ｔｉ：０．００５～０．０３０％
Ｔｉは、固溶Ｎを固定してＴｉＮを形成することにより、溶接熱影響部のボンド部における結晶粒の粗大化を抑制する効果を有するとともに、固溶Ｎ低減による靱性劣化を抑制する効果を有する。このような効果を得るためには、０．００５％以上の含有が必要である。一方、０．０３０％を超えて含有すると、ＴｉＣを析出し母材靱性を劣化させる。このため、０．００５～０．０３０％の範囲に限定する。
【００３４】
Ｎ：０．００１０～０．００７０％
ＮはＴｉと結合してＴｉＮとして析出して、ＨＡＺでのオーステナイト粒の粗大化を抑制し高靭化に寄与する．このような効果を有するＴｉＮの必要量を確保するために、０．００１０％以上のＮを含有する必要がある．一方、０．００７０％を超えて含有すると、溶接時にＴｉＮが溶解する温度まで加熱される領域では、固溶Ｎ量が増加し、靱性劣化が顕著になる．このため、Ｎは０．００１０～０．００７０％に限定する．

Ｃｕ：１．５％以下
Ｃｕを添加する場合は、１．５％を超えると熱間脆性を生じて鋼板の表面性状を劣化させるため、１．５％以下とする。
【００３５】
Ｎｉ：３．０％以下
Ｎｉを添加する場合は、３．０％を超えると効果が飽和し、経済的に不利になるため、３．０％以下とする。
【００３６】
Ｍｏ：１．０％以下
Ｍｏを添加する場合は、１．０％を超えると、母材靭性、延性および耐溶接割れ性に悪影響を及ぼすため、１．０％以下とする。
【００３７】
Ｎｂ：０．１％以下
Ｎｂを添加する場合は、０．１％を超えると、靭性を劣化させるので、０．１％以下とする。
【００３８】
Ｖ：０．１％以下
Ｖを添加する場合は、０．１％を超えると、靭性を劣化させるので、０．１％以下とする。
【００３９】
Ｂ：０．００５０％以下
Ｂを添加する場合は、０．００５０％を超えると、母材靭性、延性および耐溶接割れ性に悪影響を及ぼすため、０．００５０％以下とする。
本発明では、必要に応じ、更に、ＲＥＭ、Ｃａ、Ｍｇの１種または２種以上を含有することができる。
【００４０】
ＲＥＭ
ＲＥＭを添加する場合は、０．００１％以上とすることが好ましいが、０．００７％を超えても効果が飽和するため、０．００７％を上限とする。
【００４１】
Ｃａ
Ｃａを添加する場合は、０．０００５％以上とすることが好ましいが、０．００５％を超えても効果が飽和するため、０．００５％を上限とする。
【００４２】
Ｍｇ
Ｍｇを添加する場合は、０．００１％以上とすることが好ましいが、０．００５％を超えても効果が飽和するため、０．００５％を上限とする。
【００４３】
［製造条件］　以下、本発明に係る厚鋼板の好ましい製造方法について説明する。説明において、温度に関する「℃」表示は、板厚の１／２位置における温度を意味するものとする。
【００４４】
本発明に係る厚鋼板は、上記した組成の溶鋼を、公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法あるいは造塊－分塊圧延法により、所定寸法のスラブ等の鋼素材とすることが好ましい。
【００４５】
次いで、得られた鋼素材を、冷却することなく直後に、または冷却した後に１０００～１２５０℃に再加熱した後、熱間圧延し、所望の板厚の鋼板とする。
【００４６】
再加熱温度が１０００℃未満では、熱間圧延での変形抵抗が高くなり、１パス当たりの圧下量が確保できなくなることから、圧延パス数が増加し、圧延能率の低下を招くとともに

に、鋼素材（スラブ）中の鋳造欠陥を圧着することができない場合がある。

【００４７】

一方、再加熱温度が１２５０℃を超えると、加熱時のスケールによって表面疵が生じやすく、圧延後の手入れ負荷が増大する。このため、鋼素材の再加熱温度は１０００～１２５０℃の範囲とする。

【００４８】

再加熱された鋼素材は、所定の板厚になるまで、圧延終了温度をAr_3以上となる熱間圧延を施す。熱間圧延条件は、所定の板厚および形状を満足できればよく、圧下率、パス数はとくに限定しない。

【００４９】

圧延終了温度がAr_3未満の場合、変形抵抗が高くなるため圧延荷重が増大し、圧延機への負担が大きくなることや、厚肉材の温度を低下させるためには、圧延途中で待機する必要があり、生産性を大きく阻害するため、圧延終了温度はAr_3以上とする。

【００５０】

なお、板厚が７０ｍｍを超える極厚鋼板の場合には、ザク圧着のために１パスあたりの圧下率が１５％以上となる圧延パスを少なくとも１パス以上確保することが望ましい。

【００５１】

熱間圧延後、空冷、もしくは冷却速度１００℃／ｓ以下での加速冷却を実施する。冷却速度が１００℃／ｓを超えると、鋼板位置による温度制御が困難となり、材質ばらつきが生じ、また、条切り歪を低減するという観点から１００℃／ｓ以下とする。

【００５２】

本発明では、熱間圧延後の鋼板を再加熱し、焼きならし、もしくは焼入れ処理を施してもよい。厚鋼板をAc_3以上、１１００℃以下の温度域に再加熱して保持することにより、厚鋼板内部まで均一なオーステナイト相となり、その後、焼きならし、もしくは焼入れ処理を行うと、厚鋼板内の組織が一層、均質化および微細化され、母材の強度や靭性が向上する。

【００５３】

なお、再加熱温度は、１１００℃を超えると鋼板表面性状が劣化するために、１１００℃以下とする。保持時間については規定していないが、１ｈｒ以上になるとオーステナイト粒の粗大化により、母材の靭性が劣化するので１ｈｒ以内が望ましく、熱処理炉内の均熱が良ければ、短時間の保持でも良い。焼きならし、もしくは焼入れ処理は、所望する機械的特性に応じて、適宜選定する。

【００５４】

本発明では、熱間圧延後の処理が上記のいずれであっても、更に、焼戻し処理を施してもよい。母材の靭性および延性を向上させる効果を得るためには、焼戻し温度を４００℃以上とする必要があるが、Ac_1を超えると母材強度が大幅に低下する。このため、焼戻し処理は、４００～Ａｃ１℃で行う。

【００５５】

保持時間について規定しないが、１ｈｒ以上になると、母材強度が大幅に低下するので、１ｈｒ以内が望ましく、熱処理炉内の均熱が良ければ、短時間の保持でもかまわない。

【００５６】

本発明に係る鋼板を多層盛溶接すると、以下のミクロ組織を備えたＩＣＣＧＨＡＺが得られる。説明において％は体積％とする。

【００５７】

ＩＣＣＧＨＡＺの構成組織は、残留オーステナイトが４％以上で、残部がフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトからなる。

【００５８】

残留オーステナイトは軟質で延靭性に優れる組織であり、ＩＣＣＧＨＡＺの靭性向上に極めて有効である。

【００５９】

残留オーステナイトが４％未満であると、ＩＣＣＧＨＡＺの靭性改善効果が得られない。残留オーステナイト量が、２５％を超えると、ＩＣＣＧＨＡＺの靭性改善効果が飽和し、経済的に不利になる。

【００６０】

残留オーステナイト以外の主要構成組織は、フェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトのうち、１種または２種以上からなる。なお島状マルテンサイトなど、上記以外の組織は、２％未満である。

【実施例】

【００６１】

転炉－取鍋精錬－連続鋳造法で、表４に示す種々の成分組成に調製した鋼スラブを、１０００～１２５０℃に加熱した後、熱間圧延を施した。一部の鋼板には圧延後に加速冷却を行った。更に、一部の鋼板には、再加熱焼ならし、再加熱焼入れおよび再加熱焼戻し処理のいずれか、もしくは複数を実施した。表５に供試鋼板の製造条件を示す。

【００６２】

得られた鋼板について、母材引張特性、母材靭性、多層溶接再現熱サイクル試験および多層盛溶接継手のＣＴＯＤ試験を下記の要領で実施した。

【００６３】

各鋼板の板厚１／４位置の圧延方向と垂直な方向から、ＪＩＳ４号引張試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（１９９８年）の既定に準拠して引張試験を実施し、引張特性（降伏強度（ＹＳ）、引張強さ（ＴＳ）、降伏比（ＹＲ）を調査した。降伏強度（ＹＳ）が５００ＭＰａ以上を母材強度に優れるもの（本発明範囲内）とした。

【００６４】

各鋼板の板厚１／４位置の圧延方向と垂直な方向から、ＪＩＳ　Ｚ　２２０２（１９９８年）の規定に準拠してＶノッチ試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２（１９９８年）の規定に準拠して各鋼板について３本のシャルピー衝撃試験を実施し、－４０℃での吸収エネルギーを求め、母材靭性を評価した。３本の吸収エネルギー（vE_{-40}）の平均値が１００Ｊ以上を母材靭性に優れるもの（本発明範囲内）とした。

【００６５】

多層溶接部の再現熱サイクル試験は、表２に示す条件で行った。再現熱サイクル試験後、各鋼板の板厚１／４位置の圧延方向と垂直な方向から、ＪＩＳ　Ｚ　２２０２（１９９８年）の規定に準拠してＶノッチ試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２（１９９８年）の規定に準拠して各鋼板について３本のシャルピー衝撃試験を実施し、－４０℃での吸収エネルギーを求め、母材靭性を評価した。３本の吸収エネルギー（vE_{-40}）の平均値が５０Ｊ以上をＩＣＣＧＨＡＺ靭性に優れるもの（本発明範囲内）とした。

【００６６】

また、再現熱サイクル試験後、各鋼板の板厚１／４位置の圧延方向と垂直な方向から、ミクロ観察用サンプルを採取した。残留オーステナイト量はＸ線回折法により同定した。また、構成組織は走査型電子顕微鏡により、５００倍で撮影して特定した。

【００６７】

多層盛溶接熱影響部のＣＴＯＤ試験は、ＢＳ７４４８に準拠して実施した。得られた鋼板をサブマージアーク溶接で、Ｋ開先、入熱５０ｋＪ／ｃｍの多層盛溶接し、ストレート開先側のボンド部を、ＣＴＯＤ試験片のノッチ位置とし、試験前に疲労予き裂加工を行い、３点曲げによるＣＴＯＤ試験を－１０℃で実施した。

【００６８】

－１０℃でのＣＴＯＤ値（δ_{-10}）が０．５０ｍｍ以上のものを多層盛溶接部の靭性に優れるもの（本発明範囲内）とした。

【００６９】

表６に上記試験結果を示す。本発明例は、母材のシャルピー吸収エネルギー（vE_{-40}）の平均値が１００Ｊ以上を有し、多層溶接部のＩＣＣＧＨＡＺを模擬した再現熱サイクル試験後のシャルピー吸収エネルギー（vE_{-40}）の平均値が５０Ｊ以上を有し、か

つ、サブマージアーク溶接のボンド部のＣＴＯＤ値（δ_{-10}）が０．５０ｍｍ以上を有している。
一方、比較例は、母材のシャルピー吸収エネルギー、再現熱サイクル試験後のシャルピー吸収エネルギーおよびサブマージアーク溶接ボンド部のＣＴＯＤ値のいずれか、あるいはその複数が目標性能を満足できない。

【００７０】
【表１】

表1

(mass%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	N
A	0.09	0.35	1.52	0.009	0.0013	0.85	0.35	0.014	0.0031
B	0.09	0.36	1.50	0.008	0.0016	0.03	0.34	0.014	0.0033

【００７１】
【表２】

表2

	温度(℃)	時間(s)
初層溶接 CGHAZ	室温	
	↓	30
	1300	1
	↓	15
	800	
	↓	40
	500	
	↓	74
	200	
後続溶接 ICCGHAZ	↓	60
	800	3
	↓	40
	500	
	↓	99
	100	

【００７２】
【表３】

表3

No.	個値(J)			平均(J)
A	21	9	14	15
B	92	87	82	87

【００７３】

表4

(mass%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	Nb	V	Ti	N	B	REM	Ca	Mg	(1)	
1	0.08	0.35	1.44	0.012	0.0023	0.80	0.38	–	–	–	–	–	–	31	–	–	–	–	18.2	発明例
2	0.17	0.19	0.91	0.009	0.0012	0.52	0.79	–	–	–	–	–	–	29	–	–	–	–	19.1	〃
3	0.05	0.42	1.67	0.007	0.0008	0.68	0.61	–	–	–	–	–	–	44	–	–	–	–	21.3	〃
4	0.12	0.70	0.62	0.010	0.0033	0.34	1.79	–	–	–	–	–	–	21	–	–	–	–	23.1	〃
5	0.07	0.23	0.67	0.005	0.0011	0.40	2.69	–	–	–	–	–	–	30	–	–	–	–	29.4	〃
6	0.09	0.32	1.54	0.012	0.0014	0.71	0.31	–	–	–	–	–	0.016	39	–	–	–	–	18.8	〃
7	0.13	0.29	1.16	0.008	0.0021	1.02	0.44	–	–	–	–	–	0.020	44	–	–	–	–	17.5	〃
8	0.16	0.14	0.89	0.005	0.0005	0.55	0.52	–	–	–	–	–	0.009	27	–	–	–	–	16.5	〃
9	0.10	0.18	1.10	0.011	0.0015	1.42	0.28	–	–	0.22	–	–	–	13	–	–	–	–	16.6	〃
10	0.13	0.55	1.33	0.008	0.0023	0.93	0.26	0.22	0.15	–	–	–	0.012	30	12	–	25	–	19.0	〃
11	0.07	0.32	1.57	0.012	0.0030	0.32	1.51	–	–	–	0.012	–	0.015	32	–	–	–	19	28.1	〃
12	0.09	0.31	1.25	0.009	0.0012	1.75	0.41	–	0.35	–	0.019	0.04	–	40	–	55	–	–	18.4	〃
13	***0.02***	0.35	1.19	0.013	0.0025	0.63	0.51	–	–	0.19	–	–	0.019	48	–	–	–	–	16.9	比較例
14	***0.22***	0.29	0.88	0.015	0.0018	1.10	0.35	0.25	0.26	–	0.011	–	–	22	–	–	22	–	18.7	〃
15	0.11	***1.19***	0.95	0.009	0.0011	0.52	0.76	–	–	0.18	–	0.04	0.013	33	–	–	–	18	19.0	〃
16	0.14	0.35	***1.98***	0.012	0.0025	0.42	0.47	–	–	–	0.012	–	0.008	29	–	–	–	–	25.4	〃
17	0.08	0.52	1.51	***0.028***	0.0023	0.75	0.62	–	–	–	0.014	0.05	–	24	–	–	–	–	20.7	〃
18	0.10	0.28	1.42	0.009	0.0014	***0.05***	0.35	0.14	0.18	–	–	–	0.014	43	8	–	–	–	19.6	〃
19	0.13	0.21	0.93	0.015	0.0019	***1.99***	0.52	–	–	0.31	–	0.03	0.013	34	–	–	25	–	18.5	〃
20	0.11	0.42	1.50	0.018	0.0025	0.39	***0.02***	–	–	–	0.008	–	–	32	–	51	–	–	16.6	〃
21	0.05	0.31	0.50	0.011	0.0023	0.61	***3.01***	–	–	–	–	–	–	20	–	–	–	–	29.9	〃
22	0.08	0.23	1.14	0.009	0.0011	0.92	0.48	–	–	0.12	–	–	***0.039***	28	–	–	–	–	17.2	〃
23	0.14	0.48	0.95	0.007	0.0012	0.58	0.36	0.11	0.22	–	–	0.03	0.011	***83***	–	–	–	–	16.5	〃
24	0.06	0.44	0.89	0.006	0.0007	1.03	0.55	–	–	–	–	0.04	0.014	33	–	–	–	–	***14.0***	〃
25	0.15	0.27	1.51	0.012	0.0021	0.37	1.96	–	–	–	–	–	–	27	–	–	–	–	***33.3***	〃

注1：斜太文字は本発明範囲外を示す

注2：成分組成、N、B、Ca、REM、Mgはppm表示

【表５】

表5

鋼No.	スラブ厚 (mm)	製品厚 (mm)	熱間圧延			再加熱処理			焼戻し処理			区分
			加熱温度 (℃)	圧延終了温度 (℃)	冷却方法	再加熱温度 (℃)	保持時間 (min.)	冷却方法	加熱温度 (℃)	保持時間 (min.)	冷却方法	
1-1	250	50	1150	850	10℃/sで200℃まで加速冷却	–	–	–	550	10	空冷	発明例
1-2	250	50	1150	880	10℃/sで500℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	発明例
1-3	250	50	1150	900	空冷	900	15	水冷	500	10	空冷	発明例
2	300	60	1100	850	10℃/sで400℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	発明例
3	200	20	1150	830	空冷	–	–	–	–	–	–	発明例
4	300	100	1150	870	3℃/sで400℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	発明例
5	300	75	1150	900	空冷	900	30	空冷	–	–	–	発明例
6	250	40	1150	800	25℃/sで450℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	発明例
7	250	30	1050	850	30℃/sで300℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	発明例
8	250	60	1100	850	8℃/sで150℃まで加速冷却	–	–	–	550	10	空冷	発明例
9	250	12	1120	850	80℃/sで400℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	発明例
10	300	60	1150	820	10℃/sで300℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	発明例
11	300	80	1100	880	5℃/sで500℃まで加速冷却	900	20	水冷	550	10	空冷	発明例
12	250	25	1100	850	空冷	–	–	–	–	–	–	発明例
13	250	50	1150	820	10℃/sで500℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	比較例
14	280	70	1150	900	5℃/sで400℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	比較例
15	250	30	1100	830	30℃/sで300℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	比較例
16	250	50	1150	900	空冷	900	15	水冷	500	10	空冷	比較例
17	200	20	1150	830	空冷	–	–	–	–	–	–	比較例
18	250	50	1150	850	10℃/sで200℃まで加速冷却	–	–	–	550	10	空冷	比較例
19	250	50	1150	850	10℃/sで200℃まで加速冷却	–	–	–	550	10	空冷	比較例
20	300	70	1150	870	8℃/sで300℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	発明例
21	250	30	1050	850	30℃/sで300℃まで加速冷却	–	–	–	600	10	空冷	比較例
22	250	50	1150	880	10℃/sで500℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	比較例
23	250	60	1100	850	8℃/sで150℃まで加速冷却	–	–	–	550	10	空冷	比較例
24	250	50	1150	820	10℃/sで500℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	比較例
25	300	60	1100	850	10℃/sで400℃まで加速冷却	–	–	–	–	–	–	比較例

【００７５】

表6

鋼No.	鋼板特性				再現熱サイクル試験		サブマージアーク溶接部のCTOD試験	区分
	降伏強度 YS(MPa)	引張強さ TS(MPa)	降伏比 YR(%)	-40℃での吸収エネルギー vE-40(J)	ICCGHAZ部-40℃の吸収エネルギー vE-40(J)	残留オーステナイト量 (%)	-10℃でのCTOD値 δ-10(mm)	
1-1	548	651	84.2	214	103	8.9	1.02	発明例
1-2	521	620	84.0	183	-	-	-	発明例
1-3	559	667	83.8	239	-	-	-	発明例
2	539	655	82.3	124	57	15.7	0.59	発明例
3	523	611	85.6	251	138	7.2	1.17	発明例
4	552	671	82.3	151	71	15.2	0.67	発明例
5	612	725	84.4	185	55	17.9	0.52	発明例
6	554	649	85.4	206	121	9.2	1.33	発明例
7	601	705	85.2	167	105	12.8	1.06	発明例
8	522	625	83.5	147	69	14.2	0.77	発明例
9	537	660	81.4	245	89	13.3	0.81	発明例
10	520	633	82.1	119	70	12.8	0.78	発明例
11	602	693	86.9	258	88	6.5	0.97	発明例
12	522	638	81.8	132	61	22.3	0.69	発明例
13	***494***	586	84.3	287	157	***1.2***	1.32	比較例
14	615	709	86.7	***62***	***12***	18.6	***0.07***	比較例
15	569	706	80.6	***40***	***15***	22.3	***0.10***	比較例
16	651	779	83.6	***42***	***27***	***1.3***	***0.10***	比較例
17	593	705	84.1	***93***	77	18.5	***0.16***	比較例
18	527	640	82.3	246	***46***	***2.6***	0.77	比較例
19	***467***	628	74.4	***42***	***15***	10.9	***0.12***	比較例
20	***472***	581	81.2	233	***40***	9.2	***0.45***	比較例
21	739	817	90.5	***80***	***21***	15.7	***0.28***	比較例
22	532	644	82.6	***19***	***10***	8.7	***0.23***	比較例
23	521	623	83.6	***21***	***9***	11.2	***0.15***	比較例
24	***436***	549	79.4	302	121	7.2	1.96	比較例
25	811	894	90.7	***57***	***38***	21.8	***0.44***	比較例

注1：斜太文字は本発明範囲外を示す

フロントページの続き

Ｆターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16
AA19 AA21 AA22 AA23 AA24 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36
AA40 BA01 CA02 CA03 CC03 CC04 CD02 CD03 CD05 CF03